



저작자표시-비영리-동일조건변경허락 2.0 대한민국

이용자는 아래의 조건을 따르는 경우에 한하여 자유롭게

- 이 저작물을 복제, 배포, 전송, 전시, 공연 및 방송할 수 있습니다.
- 이차적 저작물을 작성할 수 있습니다.

다음과 같은 조건을 따라야 합니다:



저작자표시. 귀하는 원저작자를 표시하여야 합니다.



비영리. 귀하는 이 저작물을 영리 목적으로 이용할 수 없습니다.



동일조건변경허락. 귀하가 이 저작물을 개작, 변형 또는 가공했을 경우에는, 이 저작물과 동일한 이용허락조건하에서만 배포할 수 있습니다.

- 귀하는, 이 저작물의 재이용이나 배포의 경우, 이 저작물에 적용된 이용허락조건을 명확하게 나타내어야 합니다.
- 저작권자로부터 별도의 허가를 받으면 이러한 조건들은 적용되지 않습니다.

저작권법에 따른 이용자의 권리는 위의 내용에 의하여 영향을 받지 않습니다.

이것은 [이용허락규약\(Legal Code\)](#)을 이해하기 쉽게 요약한 것입니다.

[Disclaimer](#)

공학석사학위논문

불순물이 금속유도층면결정화의 속도에
미치는 영향에 관한 연구

Effect of dopant on MILC rate

2014 년 8 월

서울대학교 대학원

재료공학부

김 형 윤

불순물이 금속유도측면결정화의 속도에 미치는 영향에 관한 연구

Effect of dopant on MILC rate

지도교수: 주 승 기

이 논문을 공학석사학위 논문으로 제출함

2014 년 8 월

서울대학교 대학원

재료공학부

김 형 윤

김 형 윤의 공학석사학위 논문을 인준함

2014 년 6 월

위원장	권 동 일	(인)
-----	-------	-----

부위원장	주 승 기	(인)
------	-------	-----

위원	안 동 환	(인)
----	-------	-----

국 문 초 록

저온폴리실리콘(low temperature poly-Si : LTPS) 박막트랜지스터(thin film transistor : TFT)는 active matrix liquid crystal display (AMLCD)와 active matrix organic light emitting diode(AMOLED) 등에 유용하게 쓰인다. LTPS TFT 를 제작하는 방법에는 여러가지가 있으며, 그 중 금속유도측면결화(metal induced lateral crystallization : MILC)법이 다른 방법들에 비해 많은 장점들을 가지고 있어 그 동안 많은 연구들이 진행되어 왔다. 하지만 주로 intrinsic Si 의 MILC growth mechanism 에 대하여 연구되어 왔으며, 그 결과 dopant 가 MILC rate 에 미치는 영향에 대해서는 계속 논쟁 중에 있다.

본 연구에서는 doping, 실리콘 박막의 quality, 열처리시의 분위기 등이 MILC rate 에 미치는 영향에 대해 연구하였다. Phosphorus 를 doping 한 경우에는 실리콘 박막의 종류에 상관없이 MILC rate 이 현저히 감소하였고, 플라즈마 향상 화학기상증착 실리콘(plasma enhanced chemical vapor deposition silicon : PECVD Si)에 boron 을 doping 하였을 경우에는 MILC rate 이 증가하였으며, 저압 화학기상증착 실리콘(low pressure chemical vapor deposition silicon : LPCVD Si)에 boron 을 doping 하였을 경우에는 Ni 의 도움 없이도 500℃ 정도의 열처리에 의해 비정질 실리콘(amorphous silicon : a-Si)의 결정화가 일어났다. 그 외의 조건에서 결정화가 빨리 일어나는 순서는 다음과 같다. (괄호 안은 550℃ 에서 2 시간동안 열처리 하였을 때 MILC 현상에 의해 결정화된 길이이다.) PECVD boron doped Si in vacuum (58 μm), PECVD boron doped Si in H_2 (31 μm), LPCVD intrinsic Si in vacuum (29 μm), LPCVD intrinsic Si in H_2 (19 μm), PECVD intrinsic Si in vacuum (11 μm), PECVD intrinsic Si in H_2 (8 μm). PECVD phosphorus doped Si in H_2 (6 μm), PECVD phosphorus doped Si in vacuum (5 μm),

LPCVD phosphorus doped Si in H_2 (4 μm), LPCVD phosphorus doped Si in vacuum(2 μm). 그리고 vacuum 에서 열처리 시 PECVD intrinsic Si 의 경우 Ni 이 증착 된 아래 영역에만 boron 을 doping 하였을 때 PECVD intrinsic Si 보다 MILC rate 이 절반가량 감소하였으며, phosphorus 를 doping 하였을 때 에는 MILC rate 의 차이가 거의 없었다. 이러한 현상들을 설명하기 위해 적합한 모델을 제시하였다.

주요어 : 금속유도측면결정화(Metal Induced Lateral Crystallization : MILC),
phosphorus doping, boron doping.

학 번 : 2012-23140

목 차

국 문 초 록.....	i
목 차.....	iii
그림 목차.....	v
표 목차.....	viii
제 1 장 서 론.....	1
1.1 다결정 실리콘 박막 트랜지스터 (poly-Si TFT).....	1
1.2 금속유도층면결정화 (MILC).....	3
1.3 Ni MIC 와 Ni MILC 의 기구.....	9
1.4 Si 와 NiSi ₂ 의 원자구조 및 상전이 시 원소별 원자 거동 모델 제시.....	12
1.5 본 연구의 목표 및 내용.....	17
제 2 장 실험방법.....	18
2.1 MILC rate 의 관찰을 위한 시편 제작.....	18
2.2 PECVD 법에 의한 비정질 실리콘 증착.....	22
2.3 Ion Mass Doping System.....	26

제 3 장 실험결과.....	28
3.1 Boron 과 phosphorus 의 segregation coefficient 비교.....	28
3.2 Intrinsic Si 의 열처리 분위기에 따른 MILC rate.....	34
3.3 Boron 이 doping 된 Si 의 열처리 분위기에 따른 MILC rate.....	38
3.4 Phosphorus 가 doping 된 Si 의 열처리 분위기에 따른 MILC rate...	48
3.5 Ni 이 증착된 아래영역에만 doping 을 하였을 경우의 MILC rate...	52
제 4 장 결론.....	53
참 고 문 헌.....	55
Abstract.....	58

그림 목차

Figure. 1 (a) Schematic diagram of metal induced lateral crystallization, (b) Optical micro image.....	6
Figure. 2 Illustration of MILC reaction mechanism.....	7
Figure. 3 Schematic equilibrium molar free-energy diagram for NiSi_2 in contact with a-Si and c-Si.....	8
Figure. 4 The microstructure of Ni-induced lateral crystallization.....	10
Figure. 5 NiSi_2 / (111) Si interface structure (a) 7-fold A type (b) 5-fold A type [ref .29].....	11
Figure. 6 Crystal structure of Si and NiSi_2 phase.....	14
Figure. 7 Crystal structure of Si and NiSi_2 phase showing atoms that are included on one unit cell only.....	15
Figure. 8 Si atom movement in Si / NiSi_2 phase transition when Ni atom diffuses in (a) or out (b).....	16
Figure. 9 Schematic diagram of Ni pattern mask.....	20
Figure. 10 Schematic fabrication steps of MILC samples (a) Ni deposition after IMD doping, (b) IMD doping after Ni deposition, (c) doped by PECVD	21
Figure. 11 Schematic diagram of PECVD structure.....	24

Figure. 12 Schematic representation of the PECVD process involved in a-Si:H deposition, after [ref .38].....	25
Figure. 13 Schematic diagram of ion mass doping system (IMDS) [ref .30].....	27
Figure. 14 Schematic diagram of impurity concentration profile after oxidation (a) boron, (b) phosphorus.....	31
Figure. 15 Crystal structure of metal rich phosphide [ref .39].....	32
Figure. 16 Optical micrograph of LPCVD intrinsic Si after MILC in (a) H ₂ ambient, (b) vacuum and PECVD intrinsic Si after MILC in (c) H ₂ ambient, (d) vacuum.....	37
Figure. 17 Optical micrograph of PECVD boron doped Si after MILC in (a) H ₂ ambient, (b) vacuum.....	40
Figure. 18 Optical micrograph of LPCVD boron doped Si (Ni deposition after boron doping) after MILC in (a) H ₂ ambient, (b) vacuum.....	42
Figure. 19 Optical micrograph of LPCVD boron doped Si (boron doping after Ni deposition) after MILC in (a) H ₂ ambient, (b) vacuum.....	44
Figure. 20 Optical micrograph of LPCVD boron doped Si annealed in (a) H ₂ ambient, (b) vacuum.....	47
Figure. 21 Optical micrograph of LPCVD phosphorus doped Si after MILC in (a) H ₂ ambient, (b) vacuum.....	49

Figure. 22 Optical micrograph of PECVD phosphorus doped Si after MILC in (a)	
H ₂ ambient, (b) vacuum.....	51

표 목차

Table I. Ion Mass Doping (IMD) condition.....	19
Table II. Comparison between boron and phosphorus.....	30
Table III. MILC lengths after heat treatment at 550°C for 2 hours.....	33
Table IV. Comparison of the Sheet resistance with respect to process conditions of p-type LPCVD Si.....	45

제 1 장 서론

1.1 다결정 실리콘 박막 트랜지스터(poly-Si TFT)

저온폴리실리콘(low temperature poly-Si : LTPS) 박막트랜지스터(thin film transistor : TFT)는 active matrix liquid crystal display (AMLCD)와 active matrix organic light emitting diode (AMOLED)에 유용하게 쓰이며 이러한 다결정 실리콘(poly crystalline silicon : poly-Si) TFT의 전계이동도($200\text{cm}^2/\text{V} \cdot \text{s}$)는 비정질 실리콘(amorphous silicon : a-Si) TFT의 전계이동도(0.5cm^2)보다 빠르며[1], 주변 구동회로를 함께 집적 시킨 system on glass (SOG)기술을 구현함과 동시에 소자의 다양한 구동성 또한 증가시킬 수 있는 장점을 가지고 있다[2]. 이러한 다결정 실리콘 TFT를 제작할 수 있는 방법들이 몇가지 있다. 600°C 이상에서 화학반응을 일으켜 기판 위에 직접 다결정 실리콘 박막을 증착하는 화학기상증착법(chemical vapor deposition : CVD)[3], 기판위에 비정질 실리콘을 증착 후 600°C 이상에서 장시간($\sim 20\text{hours}$) 열처리하여 결정화 시키는 고상결정화법(solid phase crystallization : SPC)[4,5,6]. 비정질 실리콘 박막을 레이저빔으로 순간적으로 실리콘을 국부 용융하여 재결정화 시키는 excimer laser annealing(ELA)[7,8]이 있다. 하지만 SPC의 경우 고가의 Quartz 기판을 사용해야 하고 열처리 시간이 길다는 단점이 있으며, ELA의 경우 레이저 장비가 비싸다는 점과 대면적 기판에 균일한 다결정 실리콘을 얻을 수 없다는 단점이 있다. 그래서 이러한 단점들을 개선하기 위해 금속유도측면 결정화(metal induced lateral crystallization : MILC)법이 대두 되었으며 이와 관련된 많은 연구들이 진행되어왔다[9-16]. 이러한 MILC 법은 저온(570°C)에서 비정질 실리콘의

결정화가 가능하며, 대면적 결정화에 용이 하고 생산비용이 저렴하며 전기적 특성이 우수하다는 장점을 가지고 있다[17,18,19, 20].

1.2 금속유도측면결정화(MILC)

실리콘을 저온에서 결정화 시키기 위한 방법 중 하나인 금속유도결정화 (metal induced crystallization : MIC)법은 유리 기판 변형온도인 600℃ 이하에서 비정질 실리콘의 결정화가 가능하다. 비정질 실리콘 위에 Ag, Au, Cu, Ni, Pd, Ti 등의 특정금속이 접촉되어 있는 상태에서 열처리를 하게 되면 고상 결정화 온도보다 낮은 온도에서 실리사이드(silicide)가 생성되어 결정화가 진행되게 된다.

Figure 1 과 같이 금속과 접촉되어 있는 비정질 실리콘 영역에서는 MIC가 일어나게 되며 일부 금속은 금속과 접촉되어 있지 않은 비정질 실리콘의 측면으로도 결정화가 진행된다[20]. MIC 로 다결정 실리콘 TFT 를 제작하게 되면 실리콘 박막내로 유입된 금속으로 인해 전기적 특성이 악화된다[21]. 그러나 Ni, Pd 과 같은 측면으로도 결정화가 일어나는 금속을 이용하여 MILC 를 통해 다결정 실리콘 TFT 를 제작하게 되면, MIC 와는 달리 채널부분의 다결정 실리콘에 금속으로 인한 오염이 거의 없어서 leakage current 를 최소화 할 수 있으며, 550℃ 이하에서도 결정화가 가능하다. 특히 Ni 에 의한 MILC 로 다결정 실리콘 박막 TFT 를 제작하게 되면 SPC 에 의한 다결정 박막 TFT 와 달리 미세쌍정 결함이 전혀 발견되지 않을 뿐더러 우수한 전계이동도를 가지고 도펀트 활성화에도 유리하다는 장점을 가지고 있다. 하지만 여전히 leakage current 가 높다는 단점을 가지고 있으며 이러한 leakage current 를 줄이기 위해 TFT 에 전기적 스트레스를 가하는 연구 및 junction 영역과 채널 내에 존재하는 금속 오염물질을 줄이기 위한 비대칭 offset 구조에 관한 연구가 보고되었다.

Figure 2 에 MILC 가 일어나는 mechanism 을 나타내었다. Figure 2 에서와 같이 MILC 반응에서는 두 계면이 존재하는데, 하나는 비정질 실리콘

과 NiSi_2 와의 계면(계면 1)이고 다른 하나는 다결정 실리콘과 NiSi_2 와의 계면(계면 2)이다. 계면 1 에서는 비정질 실리콘에서 Si-H bonding 을 깨고 활성화된 Si^* 가 실리콘 vacancy(V_{Si})와 만나 실리콘 원자로 Ni 과 결합하여 NiSi_2 가 되는 vacancy annihilation 이 일어나며, NiSi_2 내에서는 hopping mechanism 에 의해 Ni vacancy 의 이동이 일어나고, 계면 2 에서는 NiSi_2 의 결합이 깨지고 생성되는 실리콘 원자가 다결정 실리콘의 dangling bond 에 결합하여 새로운 crystalline 층이 생겨나는 소위 silicon vacancy generation 이 일어난다. 따라서 MILC 반응 기구는 다음과 같은 순서로 일어난다고 볼 수 있다.

1. 계면 1 에서의 실리콘 원자의 흡착

: 비정질 실리콘의 bond breaking and migration.

2. Silicide 내에서의 Ni vacancy 의 이동

: hopping mechanism.

3. 계면 2 에서의 실리콘 원자의 재배치

: atomic rearrangement.

여기서 계면 2 에서 생성된 V_{Si} 이 50\AA 이하의 두께인 NiSi_2 [22]를 통과하여 계면 1 에 도달하는 확산 과정의 driving force 는 세가지로 분석되었는데 다음과 같다.

1. 실리콘 농도 차에 의한 flux(Fick' s first law).

2. 계면 2 에서가 계면 1 보다 thermodynamic equilibrium concentration of silicon 이 높으므로 야기되는 Gibbs free energy 차이.

3. 비정질 실리콘과 결정질 실리콘의 physical density 차이에 의해 야기되는 mechanical stress[11].

이러한 MILC process 에서 rate controlling step 은 계면 1 에서의 반응으로
생각 되며, 이 반응은 Si^* 의 생성 속도에 좌우된다.

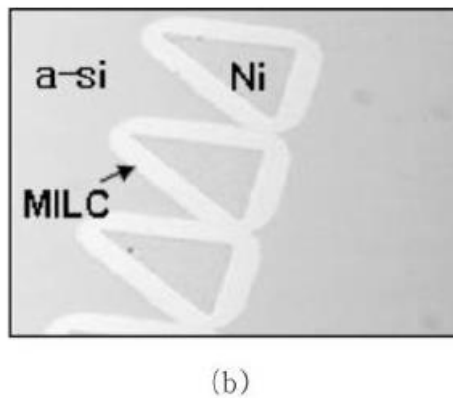
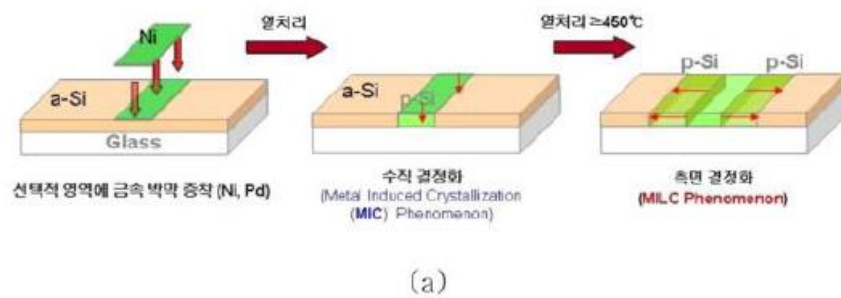


Figure. 1 (a) Schematic diagram of metal induced lateral crystallization, (b) Optical micro-image.

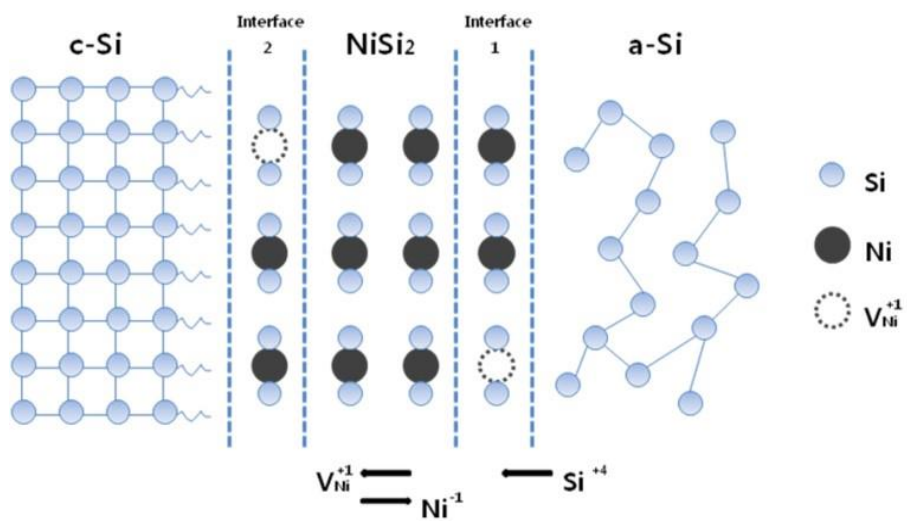


Figure. 2 Illustration of MILC reaction mechanism.

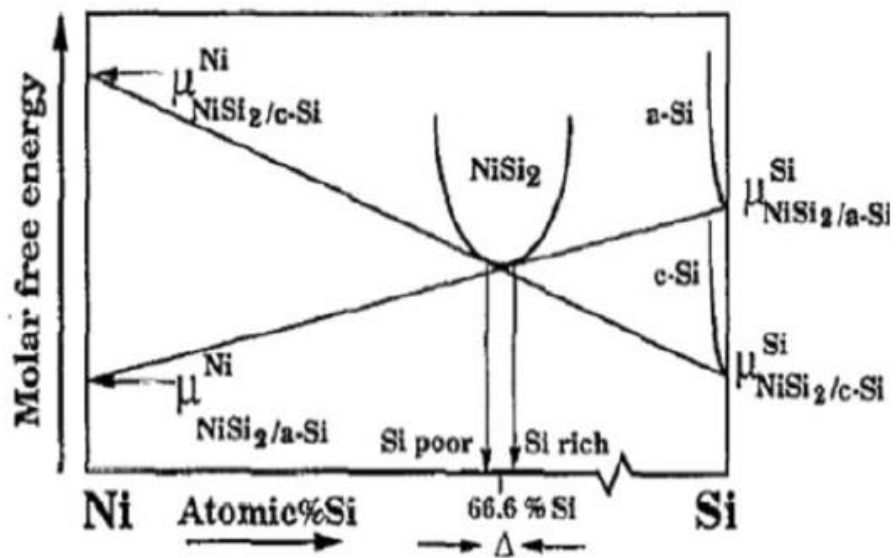


Figure. 3 Schematic equilibrium molar free-energy diagram for NiSi_2 in contact with a-Si and c-Si.

1.3 Ni MIC 와 Ni MILC 의 기구

비정질 실리콘에 Ni 이 첨가되면 500~600℃ 에서 결정화가 가능한 것으로 보고되었다[23], C. Hayzende[24] 등에 의하면 Ni 이 증착 된 비정질 실리콘을 열처리 하면 400℃ 정도에서는 NiSi₂ 상이 형성되고 500℃ 정도에서는 NiSi₂ 층을 매개로 하여 실리콘의 결정화가 진행된다고 보고되어있다. T. Hempel[23] 등에 의하면 sputtering 방식으로 비정질 실리콘 위에 Ni 을 증착 후 열처리를 하게 되면 550℃ 정도에서 결정화가 일어나며 Figure 4 에서 보이는 바와 같이 성장하는 결정의 선단에 Ni 의 농도가 높은 새로운 상이 존재한다고 보고되었다. 또한 결정화가 완료된 후에 계속 장시간 열처리를 하게 되면 결정들 간의 합체가 일어나게 되어 결정립의 크기가 증가된다고 보고되었다. 단결정 실리콘과 Ni 은 서로 반응하여 낮은 온도에서는 Ni₂Si, NiSi 상이 차례로 형성되며[25], 450℃ 에서 750℃ 사이에서는 NiSi₂ 상이 형성되는 것으로 알려져 있다. 그리고 비정질 실리콘의 경우 더 낮은 온도에서 silicide 상이 형성되는 것으로 알려져 있다[26]. 이처럼 낮은 온도에서 고상결정화가 가능한 이유는 비정질 실리콘 내에서 NiSi₂ 상의 형성이 용이하게 일어나며[27], NiSi₂ 상의 결정구조가 Si 의 격자상수 5.430Å 과 0.4% 정도 차이인 5.406Å 의 격자 상수를 가지는 CaF₂ 구조를 하고 있기 때문인 것으로 볼 수 있다. 그 결과 NiSi₂ 는 결정구조상 Si 결정의 모든 면과 에피택시를 이룰 수 있으며, Figure 5 에 Si 과 NiSi₂ 상이 (111)면에서 에피택시를 이루고 있는 결정구조를 나타내었다[29].

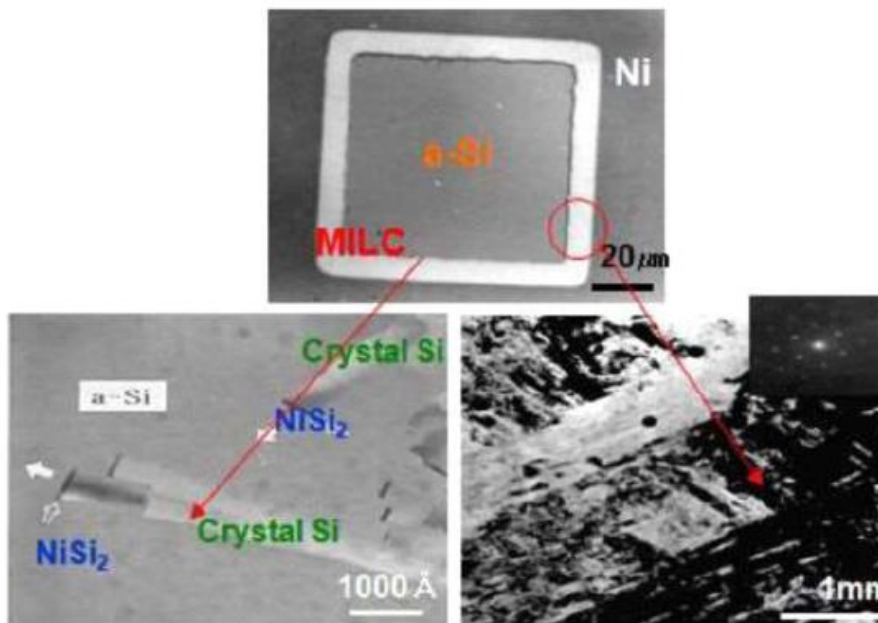


Figure. 4 The microstructure of Ni-induced lateral crystallization.

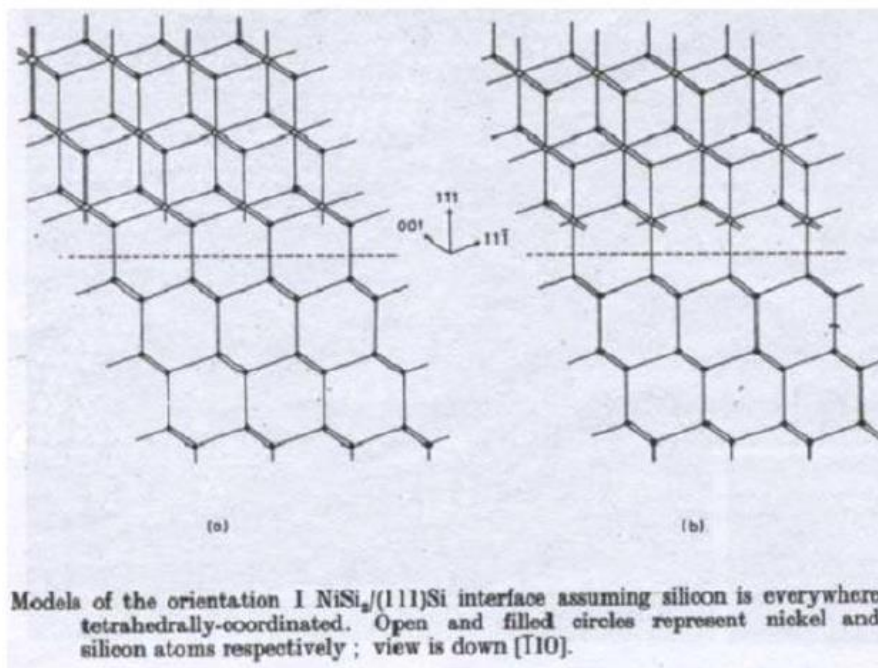


Figure. 5 NiSi_2 / (111) Si interface structure (a) 7-fold A type (b) 5-fold A type [ref .29].

1.4 Si 와 NiSi₂ 의 원자구조 및 상전이 시 원소별 원자 거동 모델 제시

상전이 시 원소별 원자 거동을 예측하기 위하여 먼저 Si 결정과 NiSi₂ 결정의 원자구조를 고찰하였으며, Figure 6 에 전형적인 Si 결정과 NiSi₂ 결정의 원자 구조를 나타내었다. 격자 상수 a 는 Si 은 5.430\AA , NiSi₂ 는 5.406\AA 이고 서로간 격자 불일치도는 약 0.4%이다. 여기서 특이한 점은 다이아몬드 구조를 하고있는 Si 결정은 단위 셀 당 8 개의 Si 원자를 가지는데 반하여 CaF₂ 구조를 하고있는 NiSi₂ 결정은 단위 셀 당 8 개의 Si 원자와 4 개의 Ni 원자를 추가로 가짐에도 불구하고 격자 상수가 오히려 0.4% 줄어든다는 점이다. 이는 Ni 원자와 Si 원자의 결합이 Si 원자간의 결합보다 강하다는 것을 나타내며, NiSi₂ 를 매개체로 하여 Ni-MILC 가 일어 날 수 있는 주요한 요인 중의 하나로 생각된다. 단위 격자내의 중복원자를 제외한 Si 결정과 NiSi₂ 결정의 원자구조를 Figure 7 에 나타내었다. Figure 7 에서 보이는 바와 같이 Si 결정은 두개의 tetrahedron 이 겹쳐져 있는 구조이며 NiSi₂ 결정은 8 개의 Si 원자가 1/8 큐빅의 각 꼭지점을 차지하고 있고 그 큐빅의 중심에 하나의 꼭지점을 두고 있는 한 개의 tetrahedron 을 Ni 원자 4 개가 차지하고 있는 구조이다. 여기서 주목해야 할 점은 고분해능 TEM 분석에서 관찰된 NiSi₂ 석출물과 비정질 실리콘 사이에 형성된 수에서 수십 atomic layer 정도의 결정형태의 실리콘 영역이 NiSi₂ 상 내에서 Ni 원자없이 Si 원자만으로 이루어진 <111> 방향의 ABC 적층 구조를 하고 있을 경우, Si 원자로 이루어지는 octahedral site 는 Ni 원자의 입장에서는 Ni 공공(vacancy)으로 작용한다는 점이다. (만일 이 영역이 Si 결정 구조라 하더라도 FCC 구조에서 채워지지 않은 Si 결정 내에서의 나머지 4 개의 tetrahedral site 가 Ni 공공(vacancy)으로 작용할 수 있다.) [30]

Figure 8 은 상전이 시 예상되는 원소별 원자의 거동을 보여준다. $\text{Si} \leftrightarrow \text{NiSi}_2$ 상전이 시 Si 이 Si 기지에서 Ni 의 tetrahedral site 로의 이동이 Si 원자의 약 $a/2$ 정도의 위치 변경 만으로 가능함을 알 수 있으며, 이 때 Ni 원자가 확산하여 들어오면(diffuse in) $\text{Si} \rightarrow \text{NiSi}_2$, 상전이가 일어나고 Ni 원자가 확산하여 빠져나가면(diffuse out) $\text{NiSi}_2 \rightarrow \text{Si}$ 상전이가 일어난다.

Si in tetrahedral site

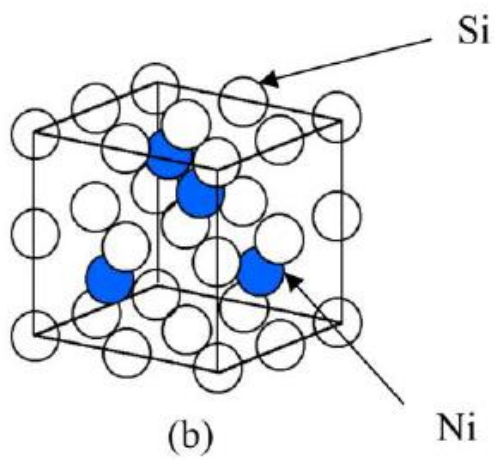
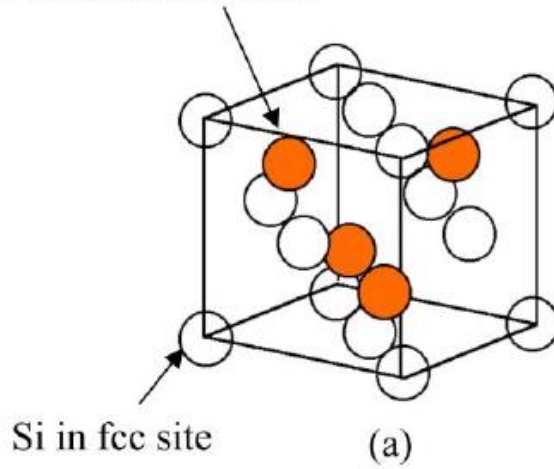
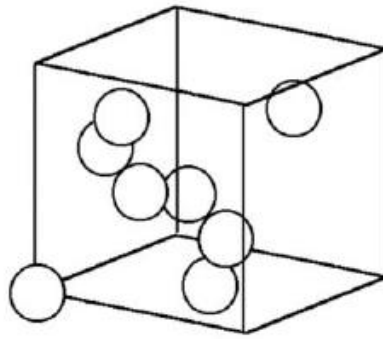
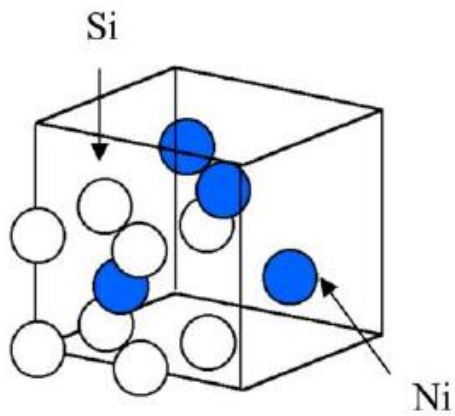


Figure. 6 Crystal structure of Si and NiSi_2 phase.



(a)



(b)

Figure. 7 Crystal structure of Si and NiSi₂ phase showing atoms that are included on one unit cell only.

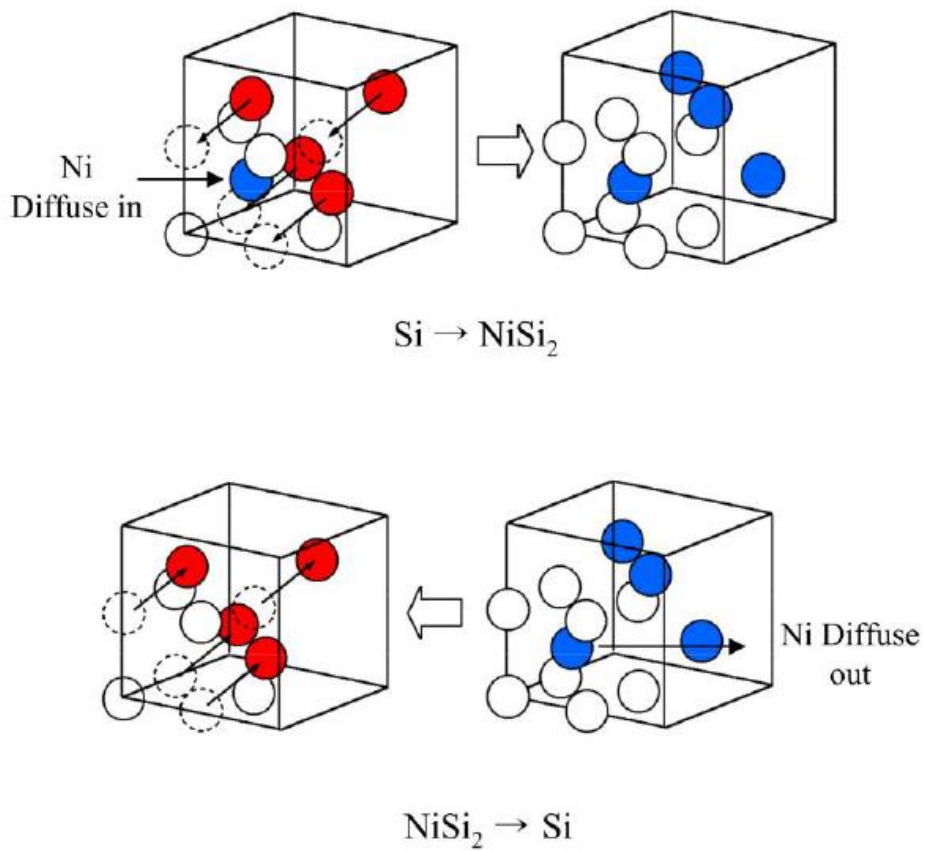


Figure. 8 Si atom movement in Si / NiSi₂ phase transition when Ni atom diffuses in (a) or out (b).

1.5 본 연구의 목표 및 내용

저온폴리실리콘(low temperature poly-Si : LTPS) 박막트랜지스터(thin film transistor : TFT)는 active matrix liquid crystal display(AMLCD)와 active matrix organic light emitting diode(AMOLED)등에 유용하게 쓰인다. LTPS TFT를 제작하는 방법에는 여러가지가 있으며, 그 중 MILC 법이 다른 방법들에 비해 많은 장점들을 가지고 있어 그 동안 많은 연구들이 진행되어 왔다. 하지만 주로 intrinsic Si 의 MILC growth mechanism[31,32]에 대하여 연구되어 왔으며, 그 결과 dopant 가 MILC rate 에 미치는 영향에 대해서는 계속 논쟁 중에 있다[33-37]. 예를 들면 boron ion 이 Ahn et al. 에서는 MILC rate 을 증가시킨다고 말하고 있고[33] Hwang et al. 에서는 감소시킨다고 말하고 있으며[35] yang et al. 에서는 a-Si 이 boron 에 의해 Ni 없이 저온 결정화가 가능하다고 말하고 있다[10]. 그러므로 dopant 가 MILC rate 에 미치는 영향에 대한 연구가 더 필요하다. 본 연구에서는 dopant, 실리콘의 막질, 열처리 분위기에 따른 MILC rate 을 분석 하였으며, 이러한 결과들을 설명하기 위해 적합한 모델을 제시하였다.

제 2 장 실험 방법

2.1 MILC rate 의 관찰을 위한 시편 제작

Corning Eagle XG glass 위에 plasma enhanced chemical vapor deposition(PECVD) 법으로 buffer 층 100nm 두께의 SiO_2 를 증착 하였다. 그 후 low pressure chemical vapor deposition(LPCVD) 법으로 SiH_4 (500sccm) gas 를 사용하여 공정압력: 350mtorr, 증착온도 : 500°C 의 조건으로 100nm 두께의 a-Si 을 증착 하였다. 그리고 같은 두께의 a-Si 을 PECVD 법을 이용하여 intrinsic Si 의 경우 SiH_4 (100sccm), p-type Si 의 경우 SiH_4 (100sccm), B_2H_6 (2sccm), n-type Si 의 경우 SiH_4 (100sccm), PH_3 (0.8sccm) gas 를 이용하여 각각 공정압력 : 150mtorr, 기판온도 : 350°C 에서 증착 하였다. 그리고 B_2H_6 , PH_3 gas 를 이용하여 ion mass doping(IMD) system 에서 LPCVD Si 에 boron 과 phosphorus 를 각각 doping 하였으며, table I 에 자세한 doping condition 을 표기하였다. Ni area patterning 을 위해 photo lithography 및 lift-off 법을 사용하였으며, DC magnetron sputtering(0.6A)으로 10nm 두께의 Ni 을 증착 하였다. 그 후 550°C , H_2 , vacuum 에서 각각 2 시간동안 열처리 하였다. 열처리 후 4point probe 로 sample 들의 면 저항을 측정 하였고 optical microscope(OM)로 MILC rate 을 관찰하였다.

Table I. Ion Mass Doping (IMD) condition.

	N-type (phosphorus doped)	P-type (boron doped)
Initial Pressure	5×10^{-6} torr	5×10^{-6} torr
RF Power	180W	180W
Applied Voltage	17kV	17kV
Gas	PH ₃ 35sccm	B ₂ H ₆ 30sccm
Working Pressure	20mtorr	5mtorr
Doping Time	10min	10min
Substrate Temperature	Room temperature	Room temperature

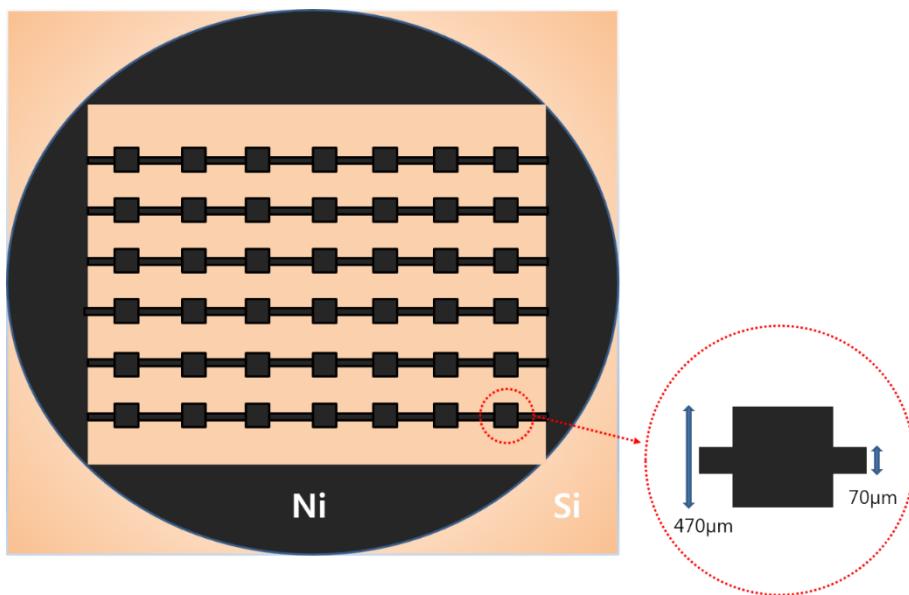


Figure. 9 Schematic diagram of Ni pattern mask.

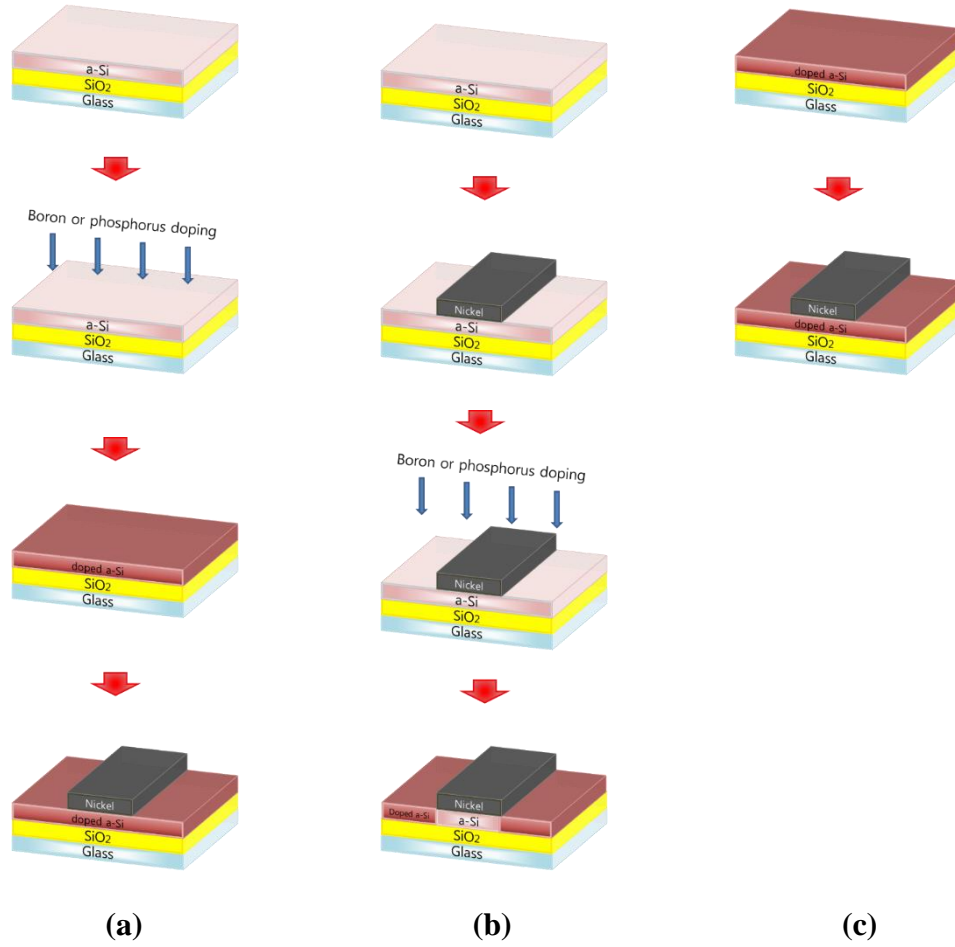
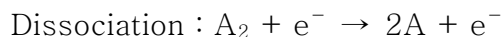
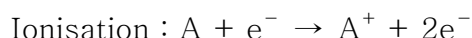
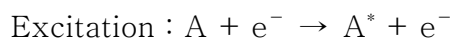


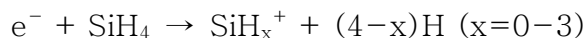
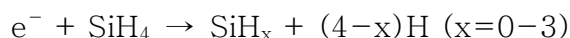
Figure. 10 Schematic fabrication steps of MILC samples (a) Ni deposition after IMD doping, (b) IMD doping after Ni deposition, (c) doped by PECVD.

2.2 PECVD 법에 의한 비정질 실리콘 증착

“glow discharge” 로 불리는 플라즈마 향상 화학기상증착(plasma enhanced chemical vapor deposition : PECVD)은 저온 공정이 가능하여 다양한 기판위에 증착 할 수 있다는 큰 장점을 가지고 있다. PECVD 는 chamber 내부에 가해진 electric filed 에 의한 운동에너지에 의해 전자와 분자가 충돌하여 가스분자가 분해되어 plasma 가 생성된 후 기판에 증착되는 방식이다. PECVD process 에서 전자와 분자의 반응은 다음과 같다.



a-Si:H film 증착 시 silicon 의 dangling bond 의 영향으로 인한 defect 를 최소화 시킬 수 있는 조건을 찾아야 하며, RF power, SiH₄ 의 유량, 공정 압력, 기판 온도 등이 a-Si:H film 의 막질에 영향을 끼친다. SiH₄ 에 의해 생성된 plasma 내부에서 발생하는 반응은 다음과 같다.



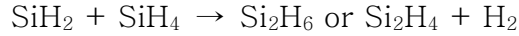
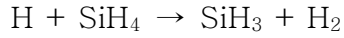
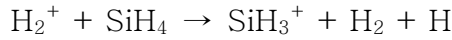


Figure 12 는 SiH_4 를 사용하여 PECVD 로 a-Si:H film 을 증착 시 chamber 내부에서의 반응과정을 보여준다. Silane gas 의 분해 1 차, 2 차 반응에 의해 중립입자(SiH , SiH_2 , SiH_3 , Si_2H_6) 와 양이온 (H^+ , SiH^+ , SiH_2^+ , SiH_3^+)이 생성 된다. 1 차반응에서는 전자와 가스분자의 비탄성 충돌이 일어나며 그 결과 a-Si:H 증착의 주요 성분이 되는 radical 과 이온들이 형성된다. 1 차반응은 낮은 압력, 낮은 silane 분해, 그리고 200℃ 이상의 기판온도에서도 충분히 일어나며, 이 경우에는 주로 SiH_3 radical 에 의해 증착 된다고 한다[38]. 공정압력과 plasma power 가 높아질수록, 그리고 기판온도가 낮아질수록 plasma 내부에서 particle 의 형성이 용이해지며 이 것은 박막 내부의 defect 를 형성한다. 그러므로 particle 의 형성을 최소화 할 수 있는 증착 조건을 찾는 것이 필요하다. 본 실험에서는 intrinsic Si 의 경우 SiH_4 (100sccm), p-type Si 의 경우 SiH_4 (100sccm), B_2H_6 (2sccm), n-type Si 의 경우 SiH_4 (100sccm), PH_3 (0.8sccm) gas 를 이용하여 각각 공정압력 : 150mtorr, 기판 온도 : 350℃에서 증착 하였다.

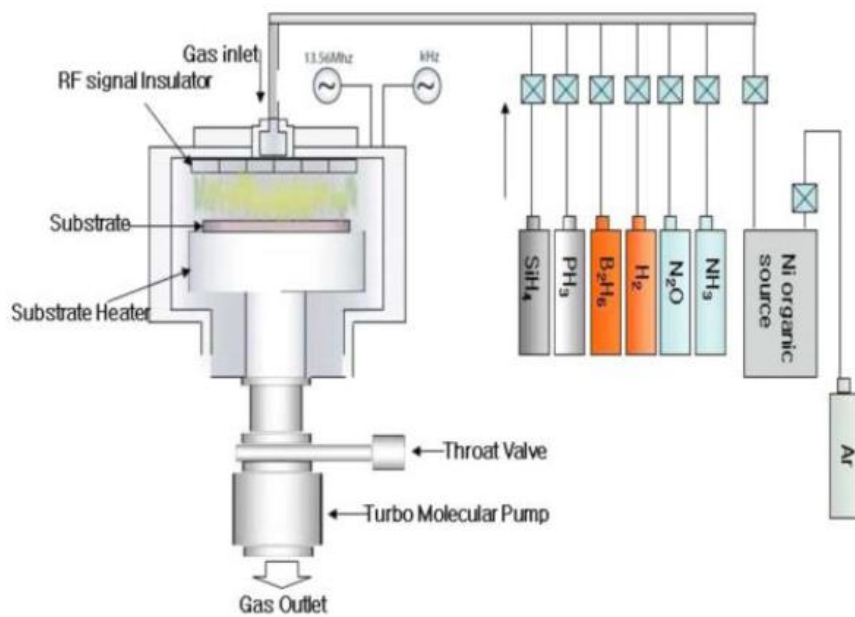


Figure. 11 Schematic diagram of PECVD structure.

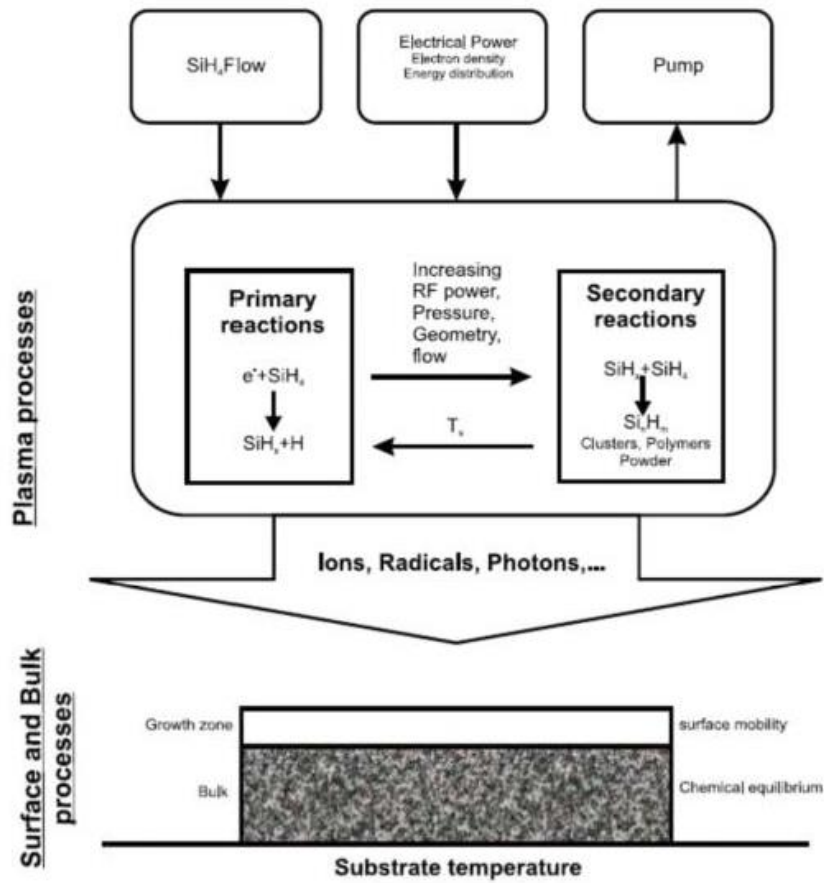


Figure. 12 Schematic representation of the PECVD process involved in a-Si:H deposition, after[ref .38].

2.3 Ion Mass Doping System

본 연구에서 사용된 Ion Mass Doping system(IMDS)의 구조를 Figure 13에 나타내었다. 플라즈마가 생성되는 석영 챔버 외벽에 RF 전극을 설치하여 전극의 스퍼터링을 방지 하였으며 전극은 폭 4mm 정도의 구리로 제작되어 ICP(Inductively Coupled Plasma) 방식으로 석영 챔버 외벽에 감겨져 있다. DC 전압은 상부 석영 챔버 바로 아래 그리드(grid)에만 가하는 형태이며 그 아래 하단 그리드 및 기판은 접지되어 있다. 소스가스는 질량 유량 조절기(Mass Flow Controller : MFC)로 조절하여 상부 챔버를 통하여 공급하였다. 또한 챔버 위쪽으로 플라즈마가 역류되는 것을 방지하기 위해 상부 챔버와 가스라인 사이에 밸브를 설치하였다. 180W의 RF power로 상부 챔버를 통하여 유입된 반응가스의 플라즈마를 형성하였고, 플라즈마 내에 있는 양이온들은 상부 챔버의 그리드와 시편 홀더 사이에 인가된 DC 전압에 의해 가속되도록 하였다. 소스가스는 수소로 희석된 5%PH₃ 가스와 3%B₂H₆ 가스를 이용하였으며 가스의 유량은 PH₃의 경우 35sccm, B₂H₆의 경우 30sccm으로 고정하여 진행 하였다. 초기 진공은 5×10^{-6} torr, 공정압력은 PH₃의 경우 20mtorr, B₂H₆의 경우 5mtorr로 유지하였다. Doping 시간은 10분으로 하였고 가속전압은 17kV로 고정하였으며 상온에서 doping 하였다.

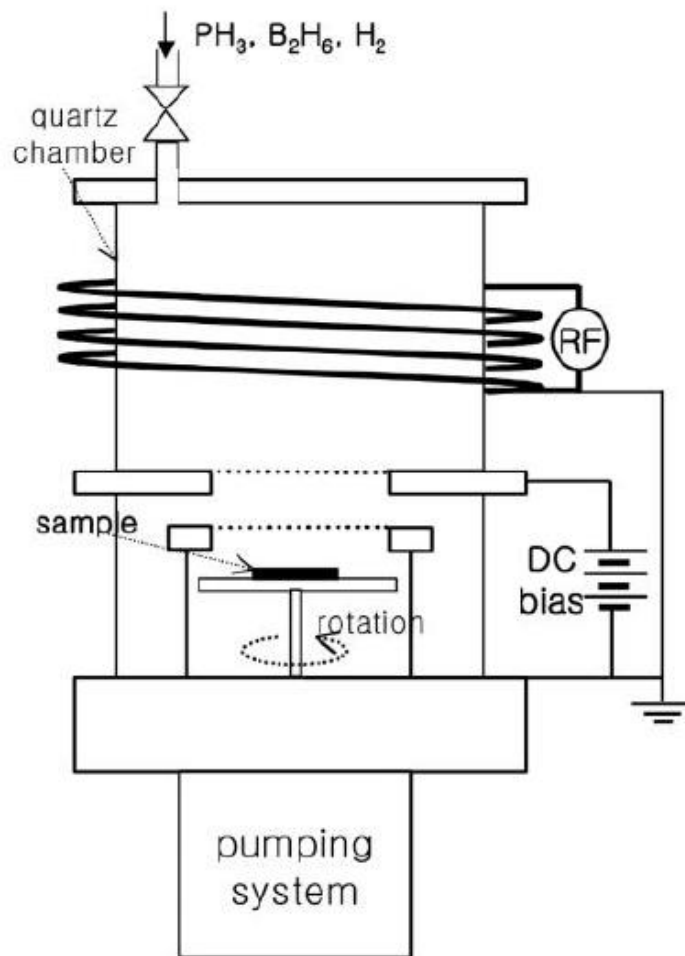


Figure. 13 Schematic diagram of ion mass doping system (IMDS) [ref .30].

제 3 장 실험결과

3.1 Boron 과 phosphorus 의 segregation coefficient 비교

본 실험에서는 LPCVD silicon 과 PECVD silicon 의 MILC rate 이 달랐으며, boron 이 doping 된 경우와 phosphorus 가 doping 된 경우 간 의 MILC 현상이 판이하게 다르게 나타났다. Boron 이 doping 된 경우는 a-Si 박막내의 H₂ 함량이 많을 경우 MILC rate 이 증가 하였으며 H₂ 함량이 적을 경우에는 Ni 의 도움이 없이도 저온에서 a-Si 의 결정화가 일어났다. 반면 phosphorus 가 doping 된 경우에는 어떠한 조건에서도 MILC rate 이 감소 하였다. Table II 에 두 dopant 와 silicon 과의 상호 반응 정도를 나타내는 parameter k 와 m 을 비교하였다. 여기서 CZ 단결정 성장에서 segregation coefficient 는 액상에 포함되어 있는 dopant 가 고상으로 응고 되면서 silicon 에 포함되는 정도를 나타내는데, k 값이 1 에 가까울수록 dopant 가 segregate 되지 않고 고상에서 실리콘과 잘 어울린다는 것을 뜻하며 1 에서 멀어질수록 액상 계면에 dopant atom 이 accumulation 된다는 것을 말하므로, phosphorus 가 boron 에 비해 훨씬 액상 계면에 높은 농도로 축적됨을 알 수 있다. 또한, m 은 dopant 를 포함하고 있는 silicon 이 열산화막을 형성하는 경우 silicon 의 dopant atom 이 산화물로 확산되는 정도를 나타낸다. Figure 14 는 silicon 이 열산화막을 형성하는 경우 silicon 의 dopant atom 이 산화물로 확산 시 의 concentration profile 을 보여준다. Figure 14 (a)는 boron 의 concentration profile 이며 boron 은 산화물로 확산이 용이하게 일어나 silicon 계면에 dopant atom 의 depletion 이 생긴다. Figure 14(b)는 phosphorus 의 concentration profile 이며 phosphorus 는 산화물로 확산이 용이하게 일어나지 않아

서 silicon 계면에 dopant atom 의 accumulation 이 생긴다. 이 두 parameter 로부터 phosphorus 는 boron 과 달리 계면 1 에서 결정화가 진행됨에 따라 a-Si 에 높은 농도로 축적됨을 알 수 있다. Phosphorus 는 transition metal Ni 과 반응하여 nickel phosphide 를 생성하는 것으로 알려져 있으며, Ni_3P , Ni_5P_2 , Ni_{12}P_5 , NiP_2 , Ni_5P_4 , NiP , NiP_2 , Ni_3P 등 최소 8 개의상의 nickel phosphide 를 형성하며 이 중에서 특히 Ni_2P 가 가장 stable 한 nickel phosphide 로 알려져 있다[39]. 한편, boron hydride 의 경우 transition metal catalyst 에 의해 boron 과 hydrogen 이 분해되는 것으로 알려져 있다[40]. 그리고 phosphorus 와는 달리 boron 의 경우 Ni-B 는 amorphous 상태로만 존재하는 것으로 알려져 있다[41]. 따라서 phosphorus 로 doping 되어 있는 a-Si 의 경우, 계면 1 에 a-Si 쪽으로 고농도로 축적된 phosphorus 가 Ni_2P 등의 형성으로 상전이를 위한 Ni 의 촉매 작용을 크게 방해하는 반면, boron 은 계면 1 에 고농도의 boron 축적이 없고, boron 자체가 니켈과 반응하지 않아 nickel silicide mediation 에 의한 저온 결정화 반응에 영향을 주지 않는 것으로 예상할 수 있다. Table III 에 550℃에서 2 시간의 열처리로 얻은 결과값들을 기재하였다.

Table II. Comparison between boron and phosphorus.

	Boron	Phosphorus
$K = \text{segregation coefficient} = \frac{C_{\text{solid}}}{C_{\text{liquid}}}$ in CZ	0.8	0.3
$m = \text{segregation coefficient} = \frac{C_{\text{Si}}}{C_{\text{SiO}_2}}$ during oxidation of silicon	0.3	10

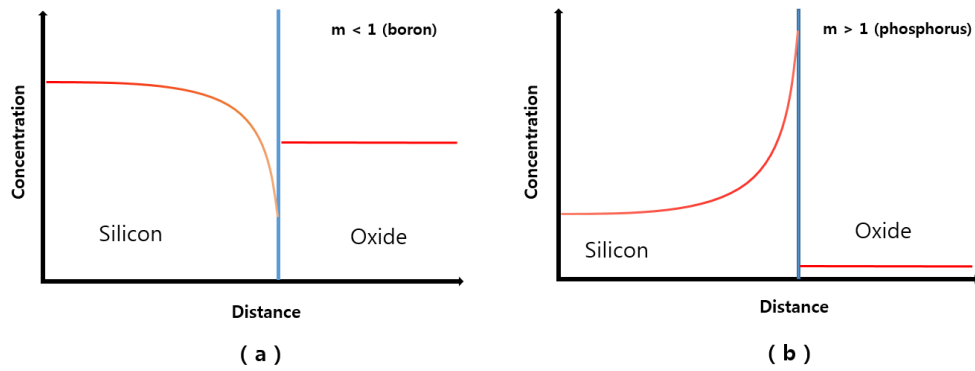


Figure. 14 Schematic diagram of impurity concentration profile after oxidation (a) boron, (b) phosphorus.

Crystal Structures of Transition Metal Phosphides

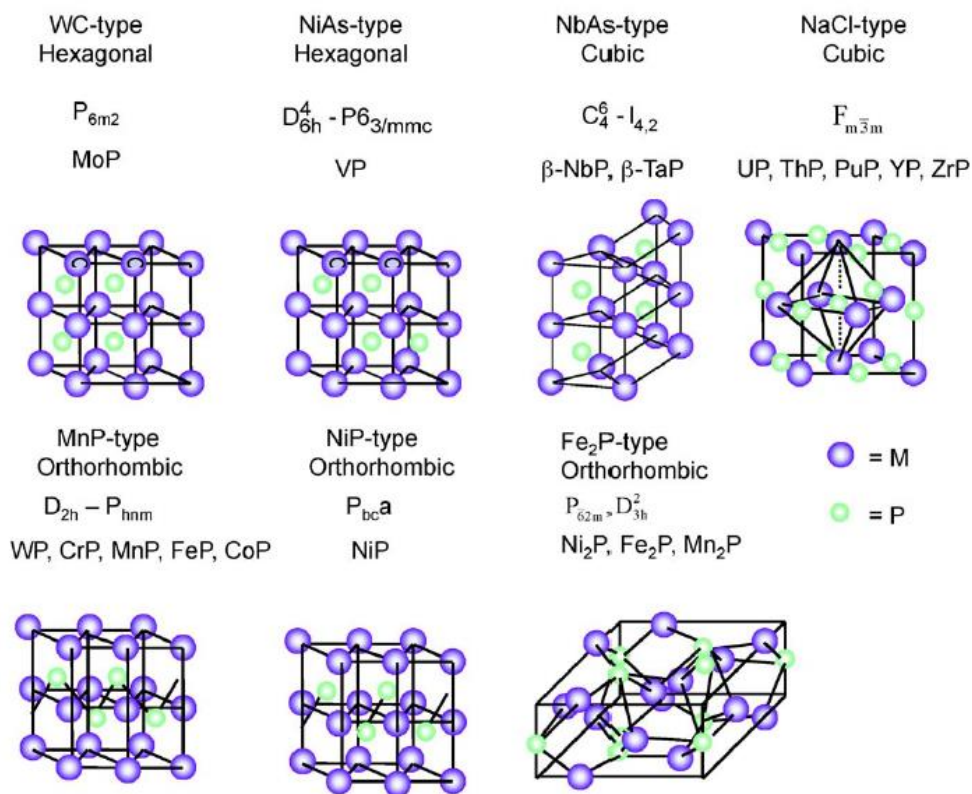


Figure. 15 Crystal structure of metal rich phosphide [ref .39].

Table III. MILC lengths after heat treatment at 550°C for 2 hours.

Process	MILC length
PECVD boron doped Si in vacuum	58um
PECVD boron doped Si in H ₂ ambient	31um
LPCVD intrinsic Si in vacuum	29um
LPCVD intrinsic Si in H ₂ ambient	19um
PECVD intrinsic Si in vacuum	11um
PECVD intrinsic Si in H ₂ ambient	8um
PECVD phosphorus doped Si in H ₂ ambient	6um
PECVD phosphorus doped Si in vacuum	5um
LPCVD phosphorus doped Si in H ₂ ambient	4um
LPCVD phosphorus doped Si in vacuum	2um

3.2 Intrinsic Si 의 열처리 분위기에 따른 MILC rate

Figure 16 은 LPCVD intrinsic Si 과 PECVD intrinsic Si 의 열처리 분위기에 따른 결과를 보여준다. Figure 16 (a), (b)는 LPCVD intrinsic Si 이며 (a)는 550℃, H₂ 분위기에서 2 시간 열처리 한 것이며 MILC length 가 19μm 였고 (b)는 550℃, vacuum 에서 2 시간 열처리 한 것이며 MILC length 가 29μm 였다. (c), (d) 는 PECVD intrinsic Si 이며 (c)는 550℃, H₂ 분위기에서 2 시간 열처리 한 것이며 MILC length 가 8μm 였고 (d)는 550℃, vacuum 에서 2 시간 열처리 한 것이며 MILC length 가 11μm 였다. MILC rate 이 PECVD intrinsic Si 보다 LPCVD intrinsic Si 이 더 빠르고 H₂ 분위기 보다 vacuum 에서 더 빠른 것을 알 수 있었다. 이러한 실험결과를 해석하기 위해 다음과 같은 MILC reaction model 을 제시하였다.

SiH = LPCVD 로 증착된 a-Si 의 결합 상태.

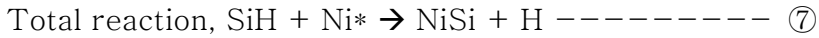
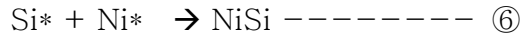
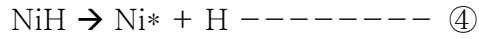
SiHH = PECVD 로 증착된 a-Si 의 결합상태 (H 의 농도가 LPCVD 보다 크므로 H 와의 결합이 용이하다는 의미).

Si* = activated state of atomic silicon for chemical reaction.

Ni* = nickel absorbate at interface 1.

Vsi = silicon vacancy in nickel silicide.

※ LPCVD intrinsic Si 의 MILC 가 일어나는 동안의 반응식

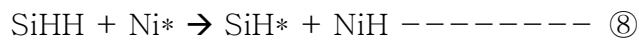
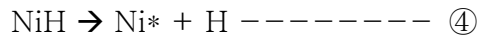


Here, $\textcircled{4}$ is dissociative chemisorption of hydrogen

And $\textcircled{5}$ is dissociation of hydrogen by catalytic action of transition metal

And $\textcircled{6}$ formation of new nickel silicide at interface 1.

※ PECVD intrinsic Si 의 MILC 가 일어나는 동안의 반응식



NiSi_2 의 생성반응이 PECVD intrinsic Si 의 경우 반응 $\textcircled{9}$ 에 의해 생성이 되고 LPCVD intrinsic Si 의 경우 반응 $\textcircled{6}$ 에 의해 생성이 되는 것으로 생각되어지는데, 반응 $\textcircled{9}$ 는 반응 $\textcircled{6}$ 과 같은 association 반응이 아니라 수소의 치환반응이므로 NiSi_2 의 생성이 상대적으로 느리므로 PECVD intrin

insic Si 이 LPCVD intrinsic Si 에 비해 MILC rate 이 느린 것으로 생각
되어진다.

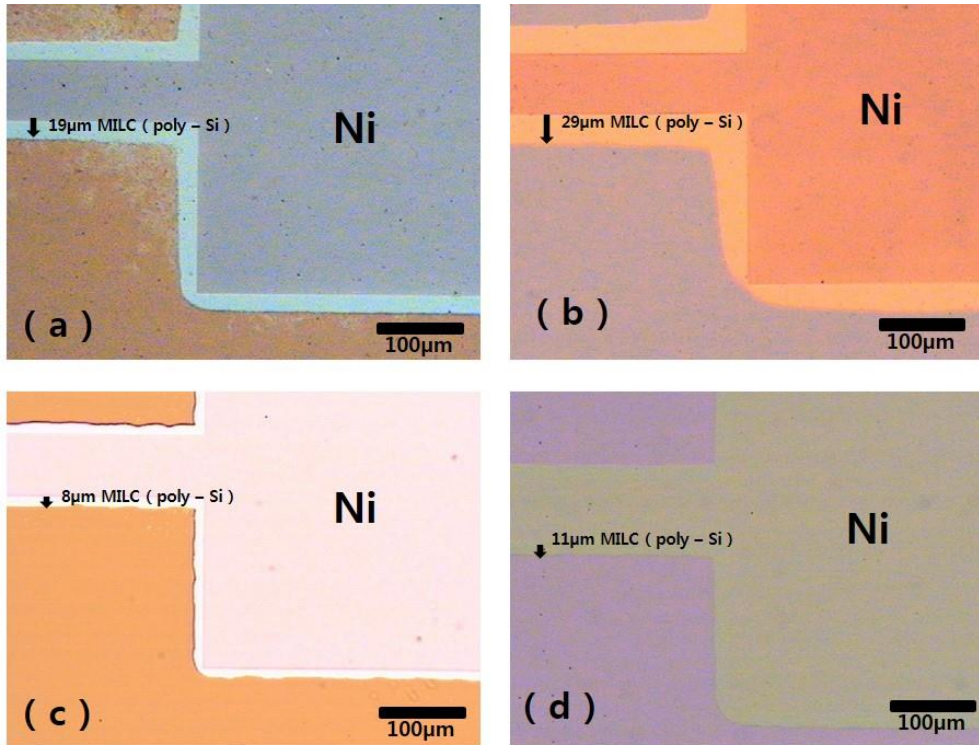
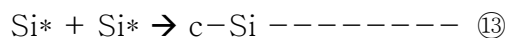
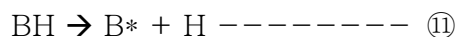


Figure. 16 Optical micrograph of LPCVD intrinsic Si after MILC in (a) H_2 ambient, (b) vacuum and PECVD intrinsic Si after MILC in (c) H_2 ambient , (d) vacuum.

3.3 Boron 이 doping 된 Si 의 열처리 분위기에 따른 MILC rate

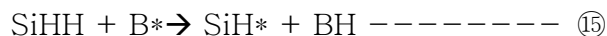
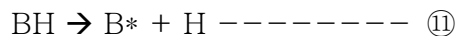
Figure 17 은 PECVD boron doped Si 의 열처리 분위기에 따른 결과를 보여준다. Figure 17 (a)는 550°C, H₂ 분위기에서 2 시간동안 열처리 한 것이며 (b)는 550°C, vacuum 에서 2 시간 동안 열처리 한 것이다. Boron 이 doping 된 Si 의 MILC 가 일어나는 동안의 반응식은 다음과 같이 나타낼 수 있다.

※ LPCVD boron doped Si 을 Ni 없이 열처리 시 일어나는 반응식



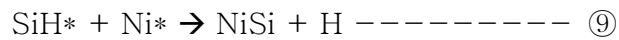
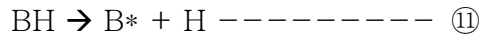
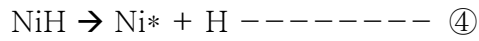
Total reaction, $\text{Si}^* + \text{SiH} \rightarrow \text{H} + \text{c-Si}$ (dopant induced crystallization) -⑭

※ PECVD boron doped Si 을 Ni 없이 열처리 시 일어나는 반응식



Total reaction, $\text{SiHH} + \text{B}^* \rightarrow \text{Si}^* + \text{BH} + \text{H}$ (no crystallization) ----- ⑰

※ PECVD boron doped Si 의 MILC 가 일어나는 동안의 반응식



PECVD boron doped Si 의 경우 LPCVD intrinsic Si 보다 MILC rate 이 2 배가량 빨랐는데, 이러한 원인은 반응 ⑮에서와 같이 boron 이 SiH* 생성을 촉진시켜 그로인해 MILC 가 일어나기 위한 전제 반응 ⑨가 수월해지므로 MILC rate 이 증가하는 것으로 생각되어진다.

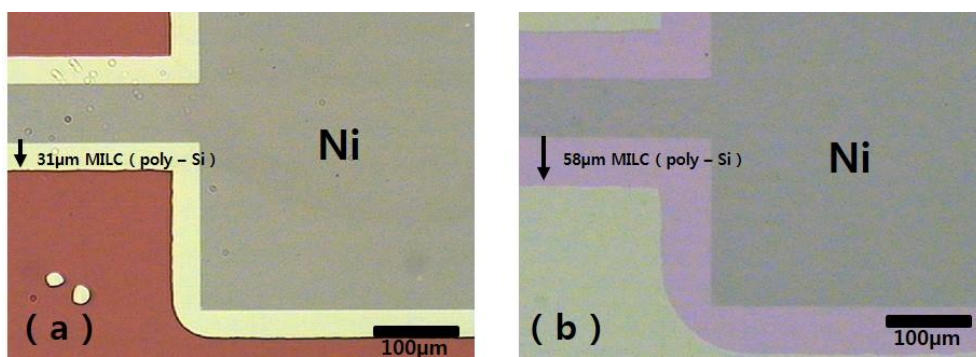


Figure. 17 Optical micrograph of PECVD boron doped Si after MILC in (a) H₂ ambient (b) vacuum.

Figure 18 은 LPCVD boron doped Si 의 열처리 분위기에 따른 결과를 보여 준다. Figure 18 (a)는 LPCVD intrinsic Si 에 IMD 로 boron 을 doping 후 Ni 을 증착 후 550°C, H₂ 분위기에서 2 시간 동안 열처리 한 것이며, (b)는 LPCVD intrinsic Si 에 IMD 로 boron 을 doping 후 Ni 을 증착 후 550°C, vacuum 에서 2 시간 동안 열처리 한 것이다. 열처리 분위기에 상관없이 MILC 현상은 관찰 되지 않고 a-Si 영역이 전부 결정화 되었으며 H₂ 분위기에서 열처리를 하였을 경우에는 면 저항이 470Ω/cm² 였고 vacuum 에서 열처리를 하였을 경우에는 310Ω/cm² 였다. H₂ 분위기 보다 vacuum 에서 열처리 시 면 저항이 더 낮은 것을 알 수 있었다.

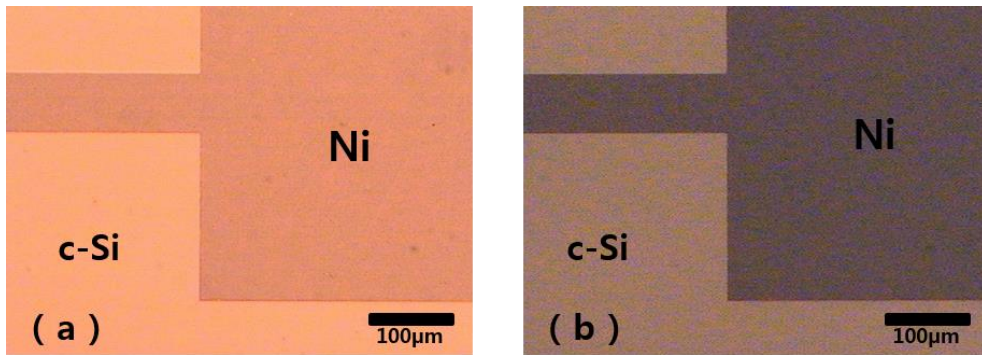


Figure. 18 Optical micrograph of LPCVD boron doped Si (Ni deposition after boron doping) after MILC in (a) H₂ ambient, (b) vacuum.

Figure 19 는 LPCVD boron doped Si 의 열처리 분위기에 따른 결과를 보여준다. Figure 19(a)는 LPCVD intrinsic Si 에 Ni 을 증착 후 IMD 로 boron 을 doping 후 550°C, H₂ 분위기에서 2 시간 동안 열처리 한 것이며, (b)는 LPCVD intrinsic Si 에 Ni 을 증착 후 IMD 로 boron 을 doping 후 550°C, vacuum 에서 2 시간 동안 열처리 한 것이다. 열처리 분위기에 상관 없이 MILC 현상은 관찰 되지 않고 a-Si 영역이 전부 결정화 되었으며 H₂ 분위기에서 열처리를 하였을 경우에는 면 저항이 450Ω/cm² 였고 vacuum 에서 열처리를 하였을 경우에는 280Ω/cm² 였다. H₂ 분위기 보다 vacuum 에서 열처리시 면 저항이 더 낮은 것을 알 수 있었다. 이러한 결과들을 보았을 때 LPCVD intrinsic Si 의 경우 Ni 증착과 boron doping 의 순서, 열처리 분위기에 상관 없이 550°C 에서 열처리 시 MILC 현상은 관찰되지 않고 a-Si 영역이 전부 결정화 되는 것을 알 수 있다. 이러한 원인은 LP CVD intrinsic Si 에 boron 이 doping 되어 있을 경우 Ni 이 증착된 아래 영역에서는 반응 ⑤와 ⑫이 일어나게 되고 그 동안 Ni 이 증착 되어 있지 않은 a-Si 영역에서는 반응 ⑫와 ⑬이 일어나게 되어 MILC 현상이 관찰되지 않고 a-Si 영역이 boron 에 의해 전부 결정화 되는 것으로 생각 되어진다. Table IV 에 Ni 증착 과 IMD boron doping 의 순서 및 열처리 분위기에 따른 면 저항을 표기 하였다.

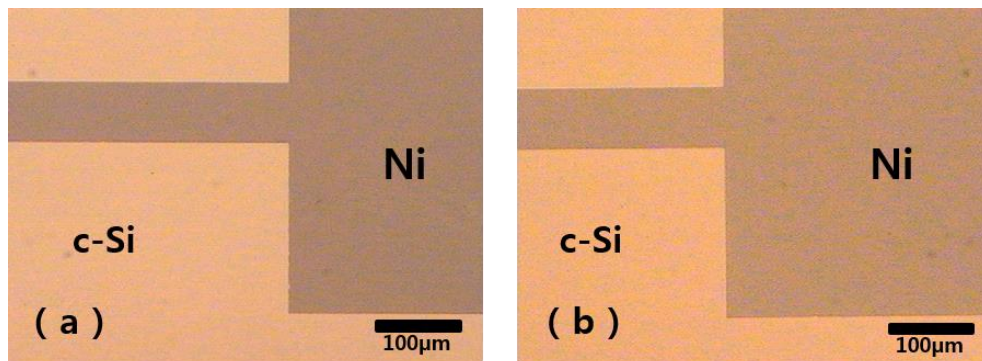


Figure. 19 Optical micrograph of LPCVD boron doped Si (boron doping after Ni deposition) after MILC in (a) H₂ ambient, (b) vacuum.

Table IV. Comparison of the Sheet resistance with respect to process conditions of p-type LPCVD Si.

	H ₂ ambient	Vacuum
Ni deposition after IMD doping	470Ω/cm ²	310Ω/cm ²
IMD doping after Ni deposition	450Ω/cm ²	280Ω/cm ²

이러한 a-Si 의 결정화가 boron 에 의한 반응 ⑫, ⑬ 때문이 맞는지 알아보기 위해 a-Si 에 boron 을 doping 후 Ni 없이 열처리를 해 보았다. Figure 20 은 LPCVD intrinsic Si 에 IMD 로 boron 을 doping 후 Ni 증착 없이 열처리 한 결과이며 Figure 20 (a)는 550°C, H₂ 분위기에서 2 시간 열처리 한 것이며 면저항은 약 500Ω/cm² 였고 (b)는 550°C, vacuum 에서 2 시간 열처리 한 것이며 면저항은 약 350Ω/cm² 였다. LPCVD intrinsic Si 의 경우 IMD 로 boron 을 doping 후 열처리 시 Ni 없이도 a-Si 이 결정화 되었지만, PECVD intrinsic Si 에 boron 을 doping 하였을 경우에는 Ni 없이는 a-Si 이 결정화 되지 않았다. LPCVD intrinsic Si 에 boron 을 doping 하였을 경우에는 반응 ⑫, ⑬에 의한 dopant induced crystallization 이 일어나 a-Si 의 결정화가 일어나는 것으로 생각되어지지만, PECVD boron doped Si 의 경우 Si 박막 내부에 H 의 함량이 많으므로 반응 ⑫, ⑬ 보다는 반응 ⑮, ⑯ 이 일어나게 되어 dopant induced crystallization 은 일어나지 않는 것으로 생각되어진다.

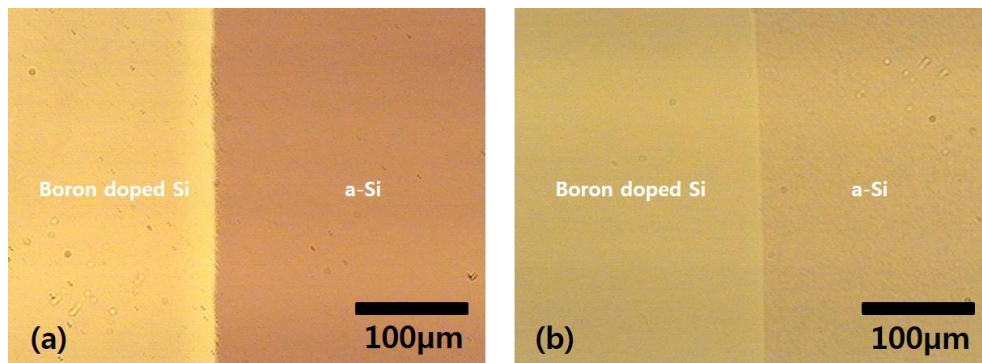


Figure. 20 Optical micrograph of LPCVD boron doped Si annealed in (a) H_2 ambient, (b) vacuum.

3.4 Phosphorus 가 doping 된 Si 의 열처리 분위기에 따른 MILC rate

Figure 21 은 LPCVD phosphorus doped Si 의 열처리 분위기에 따른 결과를 보여준다. Figure 21 (a)는 LPCVD intrinsic Si 에 IMD 로 phosphorus 를 doping 후 Ni 증착 후 550℃, H₂ 분위기에서 2 시간 열처리 한 것이며 MILC length 는 약 4μm 였고, (b)는 LPCVD intrinsic Si 에 IMD 로 phosphorus 를 doping 후 Ni 증착 후 550℃, vacuum 에서 2 시간 열처리 한 것이며 MILC length 는 약 2μm 였다. LPCVD intrinsic Si 에 phosphorus 를 doping 하면 열처리 분위기에 상관 없이 LPCVD intrinsic Si 에 비해 MILC rate 이 현저히 감소 함을 알 수 있었다.

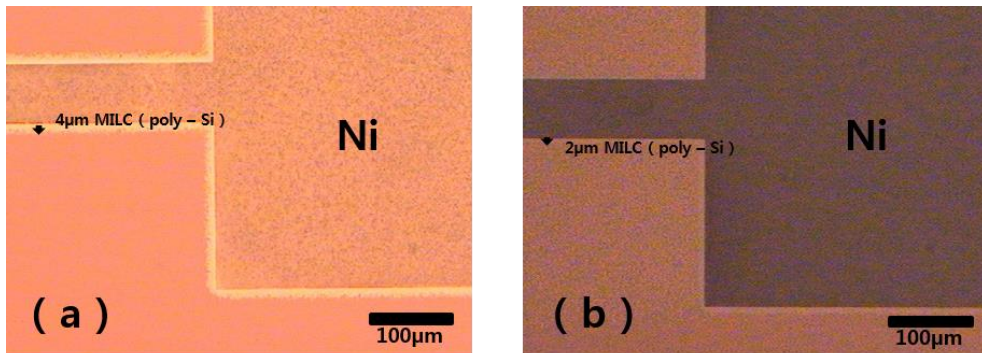


Figure. 21 Optical micrograph of LPCVD phosphorus doped Si after MILC in (a) H₂ ambient, (b) vacuum.

Figure 22 는 PECVD phosphorus doped Si 의 열처리 분위기에 따른 결과를 보여준다. Figure 22 (a)는 550℃, H₂ 분위기에서 2 시간 열처리 한 것이며 MILC length 는 약 6μm 였고, (b)는 550℃, vacuum 에서 2 시간 열처리 한 것이며 MILC length 는 약 5μm 였다. PECVD intrinsic Si 에 phosphorus 를 doping 하면 열처리 분위기에 상관없이 PECVD intrinsic Si 에 비해 MILC length 가 현저히 감소 함을 알 수 있었다. 즉, 앞서 보고된 바와 같이 phosphorus 의 경우 Ni 과 함께 nickel phosphide 를 형성하는 성질을 가지고 있으므로[39] NiSi₂ 의 생성을 방해하기 때문에 MILC rate 이 현저히 감소하는 것으로 생각되어 진다.

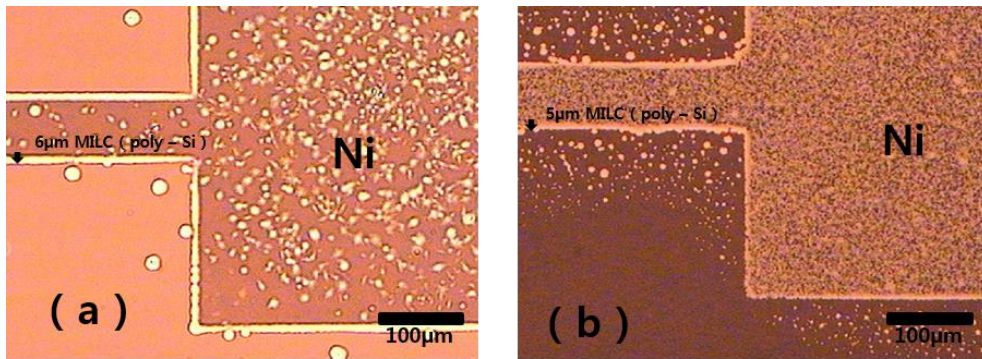


Figure. 22 Optical micrograph of PECVD phosphorus doped Si after MILC in (a) H_2 ambient, (b) vacuum.

3.5 Ni 이 증착된 아래영역에만 doping 을 하였을 경우의 MILC rate

Ni 이 증착된 아래 영역(MIC 영역)에만 dopant 를 doping 후 550℃, vacuum 에서 MILC 를 실행한 결과 PECVD intrinsic Si 의 경우 MIC 영역에 boron 을 doping 하였을 때 PECVD intrinsic Si 보다 MILC rate 이 절반가량 감소하였으며, phosphorus 를 doping 하였을 경우에는 MILC rate 의 차이가 거의 없었다. 이러한 원인은 dopant 를 포함하고 있는 실리콘이 열산화막(NiSi_2)을 형성하는 경우 실리콘에서 열산화막으로의 dopant 확산도인 segregation coefficient(m)의 차이에 의한 것으로 생각되어지는데 boron 의 $m = 0.3$ 이고 phosphorus 의 $m = 10$ 인 것으로 알려져 있다. 즉 boron 의 경우 NiSi_2 층으로 확산이 용이하게 일어나 실리콘 계면에 dopant atom 의 depletion 이 생기고, phosphorus 의 경우는 확산이 용이하게 일어나지 않으므로 실리콘 계면에 dopant atom 의 accumulation 이 생긴다. 그로 인해 MIC 영역에만 boron 을 doping 하였을 경우 이 외의 영역에는 boron 이 없으므로 반응 ⑮는 일어나지 않고 NiSi_2 층 내에 존재하는 boron 에 의해 $\text{SiH}^* + \text{BH} \rightarrow \text{SiB} + \text{HH}$ 반응이 일어나 MILC 가 일어나기 위한 전제 반응 ⑨가 억제되어 MILC rate 이 감소되는 것으로 생각되어진다. 반면 MIC 영역에만 phosphorus 를 doping 하였을 경우에는 NiSi_2 층 내에 존재하는 phosphorus 가 거의 없으므로 반응 ⑨가 방해 받지 않아 MILC rate 의 변화가 없는 것으로 생각되어진다. LPCVD intrinsic Si 의 경우 MIC 영역에만 boron 을 doping 할 경우 PECVD Si 의 경우와 달리 LPCVD intrinsic Si 과의 MILC rate 의 차이가 거의 없었는데 이러한 원인은 Si^* 가 NiSi_2 층에 존재하는 B^* 또는 BH 와 직접적으로 반응하지 않아서 반응 ⑥에 영향을 주지 않기 때문으로 생각되어진다.

제 4 장 결론

본 연구에서는 dopant, 실리콘 박막의 quality, 열처리 분위기가 MILC rate 에 미치는 영향에 대하여 알아보았으며 다음과 같은 결론들을 얻을 수 있었다.

1. Intrinsic Si 의 경우 Si 박막안에 수소함량이 많으면 MILC rate 이 감소하였으며 열처리시 H_2 분위기 보다 vacuum 에서 MILC rate 이 더 빨랐다.
2. a-Si 에 phosphorus 를 doping 하였을 경우에는 a-Si 박막의 종류, 열처리 분위기에 상관없이 MILC rate 이 감소하였으며, boron 을 doping 하였을 경우에는 박막의 종류에 따라 a-Si 이 결정화 되는 과정이 다르게 나타났다.
3. PECVD a-Si 에 boron 이 doping 되어 있을 경우에는 MILC rate 이 증가하였으나, LPCVD a-Si 에 boron 이 doping 되어 있을 경우에는 Ni 이 없어도 a-Si 이 결정화 되었다. 이러한 원인은 boron 이 a-Si 과 H 의 bonding 의 분해를 촉진시키며, a-Si 박막내의 H 함량에 따라 a-Si 이 결정화되는 과정이 다르기 때문인 것으로 생각 될 수 있다.

4. Ni 이 증착된 아래 영역에만 dopant 를 doping 하였을 경우, phosphorus 를 doping 하였을 경우에는 a-Si 의 박막의 종류와 상관없이 MILC rate 의 차이가 거의 없었다. 한편 boron 을 doping 하였을 경우, 박막의 종류가 PECVD a-Si 일 경우에는 MILC rate 이 절반가량 감소하였으나, LPCVD a-Si 일 경우에는 MILC rate 의 차이가 거의 없었다. 이러한 현상은 dopant 를 포함하고 있는 Si 이 열산화막을 형성하는 경우, Si 내 의 dopant atom 이 산화물로 확산되는 정도인 segregation coefficient during oxidation of silicon(m)으로 설명 될 수 있다.

참 고 문 헌

- 1) S. K. Joo, Electron. Mater. Lett. **1**, 7(2005).
- 2) Yong-Woo Lee, M.S thesis, Seoul National University, Seoul (2010).
- 3) C. A. Dimitriadis and P. A. Coxon, Appl. Phys. Lett. **5**, 620 (1989).
- 4) K. Nakazawa, J. Appl. Phys. **69**, 1703 (1991).
- 5) R. B. Iverson and R. Reif, J. Appl. Phys. **62**, 1675 (1987).
- 6) M. K. Hatalis and D. W. Greve, J. Appl. Phys. **63**, 2260 (1988).
- 7) Y. Morita and T. Noguchi, Jpn. J. Appl. Phys. **28**, 309 (1989).
- 8) T. Aoyama, G. Kawachi, N. Konishi, T. Suzuki, Y. Okajima, K. Miyata, J. Electrochem. Soc. **136**, 1169 (1989).
- 9) Eunae Yoon, M.S thesis, Seoul National University, Seoul (2011).
- 10) G. F. Yang, Y. W. Lee, C. W. Byun, S. W. Son, and S. K. Joo, Electron. Mater. Lett. **8**, 116 (2012).
- 11) Yue Kuo. Thin film transistors (Kluwer Academic, Dordrecht, 2004) volume 2. p. 238.
- 12) M. Miyasaka, J. Stoemenos, J. Appl. Phys. **86**, 5556 (1999).
- 13) S. Yoon, S. Park, K. Kim, J. Jang, Thin Solid Films. **383**, 34 (2001).
- 14) Y.S. Kim, M.S. Kim, S.K. Joo, J. Electrochem. Soc. **153**, H19(2006).
- 15) Gururaj A. Bhat, Zhonghe Jin, Hoi S. Kwok, Man Wong, in Dig. 56th Annu. Device Research Conf., June 22 110 (1998).
- 16) K. H. Lee, Y. K. Fang, and S. H. Fan, Electron. Lett. **35**, 1108 (1999).

- 17) Y. S. Kim, M. K. Lee, B. K. Shin, Y. W. Lee, J. H. Park, and S. K. Joo, Electron. Mater. Lett. **4**, 91 (2008).
- 18) B. M. Wang and Y. S. Wu, J. Electron. Mater. **39**, 157 (2010).
- 19) J. H. Seo, Y. K. Koo, J. Heo, J. W. Park, and S. K. Joo, Electron. Mater. Lett. **2**, 23 (2006).
- 20) S. W. Lee, S. K. Joo, IEEE Electron Device Lett. **17**, 160 (1996).
- 21) G. Liu and S. J. Fonash, Appl. Phys. Lett. **62**, 2254 (1993).
- 22) T. K. Kim, T. H. Ihn, B. I. Lee, and S. K. Joo, Jpn. J. Appl. Phys. part 1 **37**, 4244(1998).
- 23) T. Hempel and O. Sheofield, Solid State Cpm. **85**(1), 921, (1993).
- 24) C. Hayzendel, J. L Batstone, R. C. Cammarata, Appl. Phys. Lett. **60**(2), 13(1992).
- 25) K. N. Tu and J. W. Mayer, in Thin Film Inter-diffusion and Reactions, edited by J. M. Poate and J. W. Mayer(Wiley, New York, 1978). P. 359.
- 26) S. W. Russel, J. Li, and J. W. Mayer, J. Appl. Phys. **70**(9). 5153, (1991).
- 27) Y. Kawazu, H. kudo, S. Onari and T. Arai, Japan. J. Appl. Phys. **29**(12), p. 2698, (1990).
- 28) D. Cherns, G. R. Anstis and J. L. Hutchinison, Phil. Mag. A, **46**(5), p. 849, (1982).
- 29) Hayzelden and J. L. Batstone, J. Appl. Phys. **73**, 8279 (1993).
- 30) Ji-Su Ahn, Ph. D thesis, Seoul National University, Seoul (2004).
- 31) C. Hayzendel, J. L. Batstone, J. Appl. Phys. **73**, 8279 (1993).
- 32) A. R. Jopshi, T. Krishnamohan, K. Saraswat, J. Appl. Phys. **93**, 175 (2003).

- 33) J. S. Ahn, Y. G. Yoon, S. K. Joo, Journal of Crystal Growth. **290**, 379 (2006).
- 34) C. W. Byun, Y. W. Lee, J. H. Park, C. K. Seok, Y. S. Kim, and S. K. Joo, Electron. Mater. Lett. **4**, 79 (2008).
- 35) J. D. Hwang, J. Y. Chang, C. Y. Wu, Appl. Surf. Sci. **249**, 65 (2005).
- 36) G. B. Kim, Y. G. Yoon, M. S. Kim, H. Jung, S. W. Lee, S. K. Joo, IEEE Trans. Electron Device. **50**, 2344 (2003).
- 37) T. Ma, M. Wong, J. Appl. Phys. **91**, 1236 (1993).
- 38) P. R. i Cabarrocas. Growth of undoped a-Si:H by PECVD. In : “Properties of amorphous silicon and its alloys”, edited by T. Searle, (1997).
- 39) S. T. Oyama, T. Gott, H. Zhao, Y. K. Lee, Catal. Today. **143**, 94 (2009).
- 40) T. Umegaki, J. M. Yan, X. B. Zhang, H. Shioyama, N. kuriyama, Q. Xu, Int. J. Hydrogen energy. **34**, 2303(2009).
- 41) Y. He, M. Qiao, H. Hu, Y. Pei, H. Li, J. Deng, K. Fan, Mater. Lett. **56**, 952(2002).

Abstract

Effect of dopant on MILC rate

Hyung Yoon Kim

Department of Materials Science and Engineering

The Graduate School

Seoul National University

Student number : 2012-23140

In this Study, we examined the effects of dopants, the quality of the silicon thin film, and annealing conditions on the metal-induced lateral crystallization (MILC) phenomenon. When amorphous silicon (a-Si) was doped with phosphorus, MILC barely occurred. Low pressure chemical vapor deposition (LPCVD) boron-doped Si crystallized without nickel at 500°C. Under other conditions, MILC lengths were as follows (lengths in parentheses are the MILC length after annealing at 550°C for 2 hours): plasma-enhanced chemical vapor deposition (PECVD) boron-doped Si in a vacuum (58 μm), PECVD boron-doped Si in H_2 (31 μm), LPCVD intrinsic Si in a vacuum (29 μm), LPCVD intrinsic Si in H_2 (19 μm), PECVD intrinsic Si in a vacuum (11 μm), PECVD intrinsic Si in H_2 (8 μm), and when PECVD intrinsic Si was doped with boron only under the Ni-deposited area, the MILC rate decreased to about half of that of PECVD intrinsic Si. However, when PECVD

intrinsic Si was doped with phosphorus only under the Ni-deposited area, the MILC rate was almost the same as that of PECVD intrinsic Si. To explain these phenomena, we suggest an appropriate model.